

## HIGH STRENGTH HOT ROLLED STEEL PLATE EXCELLENT IN CHEMICAL CONVERSION TREATING PROPERTY AND WORKABILITY

Publication number: JP10001748 (A)

Publication date: 1998-01-06

Inventor(s): NAKAYA MICHIHARU; TOYODA TETSUO

Applicant(s): KOBE STEEL LTD

Classification:


- international: C22C38/00; C22C38/14; C22C38/58; C22C38/00; C22C38/14;  
C22C38/58; (IPC1-7): C22C38/00; C22C38/14; C22C38/58

- European:

Application number: JP19960147077 19960610

Priority number(s): JP19960147077 19960610

Also published as:

 JP3358938 (B2)

Abstract of JP 10001748 (A)

PROBLEM TO BE SOLVED: To provide a high strength hot rolled steel plate having strength as high as  $\geq 690\text{N/mm}^2$  class and excellent in workability, particularly stretch- flange formability, as well as in chemical conversion treating property. SOLUTION: This high strength hot rolled steel plate, excellent in chemical conversion treating property and workability, has a composition consisting of, by weight, 0.04-0.20% C,  $\leq 0.8\%$  Si, 0.5-2.5% Mn,  $\leq 0.1\%$  P,  $\leq 0.01\%$  S, 0.01-0.08% Al, 0.06-0.20% Ti, and the balance iron with inevitable impurities and can be produced by means of hot rolling. At this time, the Vickers hardness (Hvs) of the surface layer and the Vickers hardness (Hva) of the inner parts satisfy the relation of  $\text{HVs} / \text{HVa} \leq 0.95$ .

---

Data supplied from the [esp@cenet](mailto:esp@cenet) database — Worldwide

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開平10-1748

(43) 公開日 平成10年(1998) 1月6日

(51) Int.Cl. <sup>8</sup>	識別記号	庁内整理番号	F I	技術表示箇所
C 2 2 C 38/00	3 0 1		C 2 2 C 38/00	3 0 1 W
38/14			38/14	
38/58			38/58	

審査請求 未請求 請求項の数2 O L (全 6 頁)

(21) 出願番号	特願平8-147077	(71) 出願人	000001199 株式会社神戸製鋼所 兵庫県神戸市中央区臨浜町1丁目3番18号
(22) 出願日	平成8年(1996) 6月10日	(72) 発明者	中屋 道治 兵庫県加古川市金沢町1番地 株式会社神戸製鋼所加古川製鉄所内
		(72) 発明者	十代田 哲夫 兵庫県加古川市金沢町1番地 株式会社神戸製鋼所加古川製鉄所内
		(74) 代理人	弁理士 牧野 逸郎

(54) 【発明の名称】 化成処理性と加工性にすぐれる高強度熱延鋼板

(57) 【要約】

【課題】 690N/mm<sup>2</sup> 級以上の高強度を有し、更に、化成処理性と加工性、特に、伸びフランジ性にすぐれる高強度熱延鋼板を供することにある。

【解決手段】 本発明による化成処理性と加工性にすぐれる高強度熱延鋼板は、重量%にて、C 0.04~0.20%、Si 0.8%以下、Mn 0.5~2.5%、P 0.1%以下、S 0.01%以下、Al 0.01~0.08%、及びTi 0.06~0.20を含み、残部鉄及び不可避免的不純物よりなり、熱間圧延により製造される薄鋼板において、表層のビッカース硬さ(HV<sub>s</sub>)と内部のビッカース硬さ(HV<sub>a</sub>)とが  
HV<sub>s</sub>/HV<sub>a</sub> ≤ 0.95  
なる関係を満たすことを特徴とする。

## 【特許請求の範囲】

【請求項1】重量%にて（以下、同じ）、

C 0.04～0.20%、

Si 0.8%以下、

Mn 0.5～2.5%、

P 0.1%以下、

S 0.01%以下、

Al 0.01～0.08%、及びTi 0.06～0.20%を含み、残部鉄及び不可避免の不純物よりなり、熱間圧延により製造される薄鋼板において、表層のビッカース硬さ（HV<sub>s</sub>）と内部のビッカース硬さ（HV<sub>a</sub>）とが $HV_s / HV_a \leq 0.95$ 

なる関係を満たすことを特徴とする化成処理性と加工性にすぐれる高強度熱延鋼板。

【請求項2】請求項1の高強度熱延鋼板において、更に、下記の第1群から第4群のうちの少なくとも1群中の少なくとも1種を含む請求項1に記載の高強度熱延鋼板。

第1群

Nb 0.01～0.1%、及びV 0.01～0.5%

第2群

Cr 0.05～0.8%、

Mo 0.05～1.0%、

B 0.0005～0.01%、及びNi 0.05～2.0%

第3群

Ca 0.005%以下、及び希土類元素 0.005%以下

第4群

Cu 0.05～2.0%

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】本発明は、自動車用の足回り部材の素材として好適に用いることができる化成処理性と加工性にすぐれる高強度熱延鋼板に関する。

【0002】

【従来の技術】近年、自動車の安全性向上と燃費向上の観点から、自動車用鋼板の高強度薄肉化が広く進められている。これらのなかでも、ばね下部材となるホイールや足回り部材の軽量化は、自動車の燃費向上に極めて有効な手段であるので、軽量化を目的とした高強度化が検討されている。これらの鋼板に要求される特性は多岐にわたり、加工性は勿論、化成処理性や疲労特性も重要である。

【0003】足回り部材用的高強度熱延鋼板の加工性に関して、特に、伸びフランジ性が重要である。この伸びフランジ性にすぐれる鋼板については、既に多くの開発がなされている。例えば、特開昭57-101649号公報には、NbとTiを含む鋼について、フェライトとベイナイトの面積率を適当に制御することによって、加

工性のよい高強度熱延鋼板を得ることができることが記載されている。また、特開平6-172920号公報には、引張強度（TS）と伸び（E1）とのバランス、即ち、強度－延性バランスと伸びフランジ性とにすぐれる高強度熱延鋼板を得るために、NbとTiを添加した鋼を熱間圧延した後、冷却制御を行なって、フェライト・ベイナイト組織とする方法提案載されている。

【0004】他方、自動車足回り部材に耐食性の確保も重要な課題であり、そこで、PやCuを添加した母材耐食性鋼板等が、例えば、特開平2-22416号公報に提案されている。しかし、塗装後の耐食性には、鋼板と塗装膜との密着性も大きく影響するので、鋼板の化成処理性が極めて重要である。この化成処理性は、鋼板の成分によって左右され、例えば、Si、Cr、Ti等の添加によって劣化することが知られている。しかし、高強度鋼板においては、これらの元素の添加量を必然的に多くせざるを得ず、かくして、高強度鋼板の化成処理性の劣化は、足回り部品への適用に際して、重要な問題となっている。

【0005】

【発明が解決しようとする課題】発明者らは、従来の高強度熱延鋼板における上述した問題を解決するために鋭意研究した結果、Siの添加量を所定値以下に制御したTi添加高強度熱延鋼板において、その鋼板の表面近傍の硬さ（Ti系析出物の状態）を適正化することによって、化成処理性と加工性にすぐれる高強度熱延鋼板を得ることができるを見出して、本発明に至ったものである。従って、本発明は、690N/mm<sup>2</sup>級以上の高強度を有し、更に、化成処理性と加工性、特に、伸びフランジ性にすぐれる高強度熱延鋼板を供することを目的とする。

【0006】

【課題を解決するための手段】本発明による化成処理性と加工性にすぐれる高強度熱延鋼板は、重量%にて（以下、同じ）、C 0.04～0.20%、Si 0.8%以下、Mn 0.5～2.5%、P 0.1%以下、S 0.01%以下、Al 0.01～0.08%、及びTi 0.06～0.20%を含み、残部鉄及び不可避免の不純物よりなり、熱間圧延により製造される薄鋼板において、表層のビッカース硬さ（HV<sub>s</sub>）と内部のビッカース硬さ（HV<sub>a</sub>）とが $HV_s / HV_a \leq 0.95$ 

なる関係を満たすことを特徴とする。

【0007】更に、本発明による高強度熱延鋼板は、上記に加えて、下記の第1群から第4群のうちの少なくとも1群中の少なくとも1種を含むことができる。

第1群

Nb 0.01～0.1%、及びV 0.01～0.5%

第2群

Cr 0.05～0.8%、Mo 0.05～1.0%、B

0.0005~0.01%、及びNi 0.05~2.0%

第3群

Ca 0.005%以下、及び希土類元素 0.005%以下

第4群

Cu 0.05~2.0%

【0008】

【発明の実施の形態】 先ず、本発明による高強度熱延鋼板における化学成分について説明する。Cは、鋼の強化に効果を有し、特に、ベイナイトを形成するために必要な元素であり、このためには少なくとも0.04%を添加することが必要である。しかし、過多に添加するときは、延性の劣化が著しく、溶接性も低下するので、その上限を0.20%とする。

【0009】 Siは、固溶強化元素として、引張強さの向上に非常に有効であるが、過度の添加は表面性状や化成処理性を悪化させるので、添加量は0.8%を上限とする。化成処理性が特に要求される場合には、Si量は0.4%以下とすることが望ましい。Mnも、固溶強化元素であり、引張強さの向上に有効であるほか、粗大なパーライトの生成を抑制し、ベイナイトを生成させるために必要な元素である。この効果を有効に発揮させるには、少なくとも0.5%添加する必要があるが、過多に添加するときは、延性を低下させるだけでなく、溶接性をも阻害するので、その上限を2.5%とする。

【0010】 Sは、伸びフランジ性の改善の観点から、含有量は0.01%以下に規制する。Pは、鋼の強度を向上させる作用があるが、しかし、過多の添加は、加工性や靱性を劣化させるので、含有量は0.1%以下の範囲とする。Alは、脱酸のために用いられる。しかし、0.10%を越えて過多に添加するときは、アルミナ系の介在物が増加して、加工性を劣化させるので、Alの添加量は0.10%以下とする。

【0011】 Tiは、本発明による熱延鋼板において、引張強さ640N/mm<sup>2</sup>以上の高強度とすぐれた加工性を両立させるうえで必要不可欠の元素である。本発明によれば、Tiは、次の3つの効果によって、すぐれた加工性を確保しつつ、鋼板の強度を高めることができる。

【0012】 第1に、Tiは組織を微細化する効果を有する。この効果は、Tiの添加によって形成されるTiNが加熱時のオーステナイト粒の粗大化を防止すると共に、Tiの添加によって、圧延時の再結晶が抑制されるためである。第2に、TiはMnや後述するCrと同様に、ベイナイトを生成させる効果を有する。フェライト・ベイナイト組織は、すぐれた伸びフランジ性を有しており、Tiは、この組織を安定して生成させることができる。第3には、Tiは、巻取後の微細TiCの析出による強化効果を有し、これによって鋼板の強度を更に高めることができる。

【0013】 本発明によれば、Ti添加によるこれらの3つの効果を適度にバランスさせることによって、高強度を有しながら、加工性にすぐれた熱延鋼板を得ることができる。即ち、本発明に従って、このような効果によって、引張強さ640N/mm<sup>2</sup>以上の高強度を得るためには0.06%以上の添加が必要である。しかし、過多に添加するときは、化成処理性が劣化するので、Tiの添加量の上限は、0.20%とする。更に、本発明による高強度熱延鋼板は、上記に加えて、前記第1群から第4群のうちの少なくとも1群中の少なくとも1種を含むことができる。

【0014】 第1群のNbとVは、析出強化元素であり、強度上昇に有効であるのみならず、特に、Nbは、Mnと共存して、熱延後の鋼板の変態組織に影響を与え、低温変態生成物の生成を容易にするTiと同様の作用を有する。更に、NbとVは、組織を微細化して、伸びフランジ性を向上させると共に、溶接後の熱影響部の硬度低下を防止するので、疲労強度の改善に役立つ。これらの効果を有効に発揮させるためには、NbとVは、それぞれ、少なくとも0.01%の添加を必要とする。しかし、これらの元素も、過多に添加するときは、降伏比の上昇と延性の低下を招くので、添加量の上限は、Nbは0.3%、好ましくは、0.2%であり、特に好ましくは0.1%であり、Vは0.5%である。

【0015】 第2群の元素中、Crは、ベイナイトを安定的に生成させる効果があり、この効果を有効に得るには、0.05%以上の添加が必要であるが、しかし、過多に添加するときは、化成処理性を劣化させるので、添加量は0.8%を上限とする。化成処理性が特に要求される場合には、添加量は0.4%以下とすることが望ましい。

【0016】 第2群の元素中、Mo、B及びNiは、焼き入れ性を向上させて、所望の組織を有利に与える元素である。また、Niは、Cuを添加した際のスラブの割れを防止するのにも有効である。これらの効果を有効に得るためには、添加量は、Moは0.05%以上、Bは0.0005%以上、Niは0.05%以上の添加を必要とする。しかし、いずれの元素も、過多に添加しても、その効果が飽和し、経済的にも不利であるので、添加量の上限は、Moは1.0%、Bは0.01%、Niは2.0%とする。

【0017】 第3群の元素であるCaと希土類元素は、硫化物の形態制御を通じて、延性、特に、伸びフランジ性を改善する効果を有する。反面、過多に添加しても、その効果が飽和し、経済的にも不利であるので、添加量の上限は、それぞれの元素について、0.005%とする。

【0018】 第4群のCuは、鋼板の巻取後に析出させることによって、強度を著しく上昇させるうえに、鋼板に耐食性を与える効果を有する。これらの効果を有効に得るためには、少なくとも0.05%の添加が必要である。

が、しかし、過多に添加しても、上記効果が飽和するので、上限は2.0%とする。

【0019】次に、本発明による熱延鋼板は、表層のビッカース硬さ(HV<sub>0.05</sub>)と内部のビッカース硬さ(HV<sub>0.1</sub>)とが

$$HV_{0.05}/HV_{0.1} \leq 0.95$$

なる関係を満たすことが必要である。ここに、表層とは、表面から0.1mmまでの層をいい、内部とは、表面から厚さの1/4の深さの部分という。本発明の熱延鋼板によれば、このように、表層のビッカース硬さと内部のビッカース硬さとに上記関係を満足させることによって、加工性にすぐれたTi添加高強度熱延鋼板において、化成処理性をも兼ね備えさせることができるのである。

【0020】表面近傍の硬さと化成処理性との間に相関があるのは次のような理由による。本発明によれば、熱延鋼板に640N/mm<sup>2</sup>級以上の高強度とすぐれた加工性とを共に有せしめるために、0.06%以上のTiの添加が必要である。ここに、Ti添加量を増やせば、化成処理性を劣化させるが、化成処理性は、鋼板の表面のみが関係する。即ち、鋼板の化成処理性は、最表面のTiの存在状態によって影響を受ける。

【0021】Tiが鋼板の化成処理性を劣化させるのは、最表面に存在するTiがTiO<sub>2</sub>を形成する場合であるとみられ、熱延鋼板については、表面のTiが固溶しているか、又は再固溶しやすい整合な微細析出物を形成している(即ち、硬さは高くなる。)場合ほど、酸洗後の鋼板表面において、TiO<sub>2</sub>が形成されやすいとみられる。しかし、最表面のTiが非整合なTiCを形成している場合は(即ち、硬さは低くなる。)、固溶Tiや微細析出物を形成しているTi量は減少し、TiO<sub>2</sub>が形成されにくいので、化成処理性は向上するとみられる。

【0022】以上のように、鋼板の表面層の硬さを低くすることによる化成処理性向上効果に加えて、表面に軟化層(粗大析出層)を形成させることによって、マイクロ組織が同じフェライト・ベイナイト組織であっても、軟化層がない鋼板よりも、曲げ加工やバーリング加工等、表面近くで歪みが大きくなる加工様式において、加工性を更に向上させる効果もある。

【0023】このように、本発明によれば、鋼板の表面近傍において適度に非整合析出物を形成させて、前記表層のビッカース硬さ/内部のビッカース硬さの比、HV<sub>0.05</sub>/HV<sub>0.1</sub>に上記関係を満足させることによって、Tiを添加した高強度熱延鋼板において、化成処理性にすぐれ、更に、加工性にもすぐれる高強度熱延鋼板を得ることができるのである。更に、本発明によれば、前記HV<sub>0.05</sub>/HV<sub>0.1</sub>比を0.90以下とすることによって、特に厳しい塗装耐蝕性が要求される用途に好適な熱延鋼板を得ることができる。

【0024】次に、本発明による高強度熱延鋼板の製造方法について説明する。本発明によれば、鋼板の表面近傍のみににおいて、粗大な析出物を得ることによって化成処理性を改善する。従って、本発明によれば、板厚が厚く、内部に比較して表面温度の低下が大きくなる仕上圧延前の状態でNb-Ti系炭化物を析出、粗大化させる必要がある。そこで、本発明によれば、粗圧延を950~1160℃の範囲の温度で終了させ、仕上圧延開始までの間の空冷時間を10秒以上とする。

【0025】粗圧延終了温度が1160℃よりも高いときは、粗圧延時の表面近傍におけるNb-Ti系炭化物の析出量が不十分であり、表面に粗大な析出物を得ることができない。特に、本発明によれば、粗圧延終了温度は1050℃以下とすることが好ましい。他方、粗圧延終了温度が950℃よりも低いときは、圧延における変形抵抗が大きく、粗圧延機の負荷が大きくなるほか、表面のみならず、内部においても、前記炭化物が析出するので、強度が低下する。

【0026】粗圧延終了後、仕上圧延開始までの間の空冷時間が10秒よりも短いときは、表面温度の低下が十分でなく、また、表面の析出物が成長する時間も不足するので、表面において粗大な析出物を得ることができない。また、上記空冷時間は、次の仕上圧延温度を確保することができれば、特に、制約されない。仕上圧延温度は、Ar<sub>3</sub>点以上である。仕上圧延温度がAr<sub>3</sub>点よりも低いときは、加工組織が残存し、加工性が劣化する。

【0027】仕上圧延後、20℃/秒以上の冷却速度で冷却する。仕上圧延後の冷却速度が20℃/秒よりも遅いときは、パーライトが生成し、他方、十分な量のベイナイトを得ることができないので、所要の強度及び加工性を得ることができない。仕上圧延後の冷却速度の上限は、特に限定されるものではないが、温度制御の観点から、100℃/秒以下とすることが好ましい。

【0028】巻取は、350~600℃の範囲の温度で行なう。巻取温度が350℃よりも低いときは、マルテンサイトが生成するので、伸びフランジ性が低下する。しかし、600℃を越えるときは、パーライトが生成し、更に、析出強化に寄与する微細なTi-Nb系の析出物も粗大化するので、強度と伸びフランジ性(λ値)が低下する。特に、伸びフランジ性が要求される場合には、巻取は、400~500℃の範囲の温度で行なうのが好ましい。

【0029】

【発明の効果】以上のように、本発明によれば、Siの添加量を所定値以下に制御したTi添加高強度熱延鋼板において、その鋼板の表面近傍の硬さ(Ti系析出物の状態)を適正化することによって、化成処理性と加工性とにすぐれる高強度熱延鋼板を得ることができる。

【0030】

【実施例】以下に実施例を挙げて本発明を説明するが、

本発明はこれら実施例により何ら限定されるものではない。表1に示す化学成分を有する鋼から45mm厚のスラブを製造し、これを15mm厚まで、終了温度850～1200℃の範囲で粗圧延した。粗圧延終了後、仕上

圧延を開始するまでの空冷時間を3～30秒の範囲で変化させた。

【0031】

【表1】

鋼種	化 学 成 分 (重量%, 但し、Nはppm)								
	C	Si	Mn	P	S	Al	Ti	N	その他
A	0.08	0.02	1.80	0.018	0.001	0.035	0.160	45	Cr: 0.20
B	0.05	0.02	1.50	0.018	0.001	0.035	0.120	45	
C	0.11	0.30	1.50	0.018	0.001	0.035	0.120	45	
D	0.08	0.02	1.50	0.018	0.001	0.035	0.170	45	Nb: 0.055; Cr: 0.20
E	0.08	0.02	1.50	0.018	0.001	0.035	0.170	45	Mo: 0.20; Ca: 15ppm
F	0.08	<u>1.50</u>	1.60	0.018	0.001	0.035	0.150	45	
G	0.08	0.02	1.50	0.018	0.001	0.035	<u>0.250</u>	45	
H	0.05	1.20	1.50	0.018	0.001	0.035	<u>0.040</u>	45	Nb: 0.025
I	<u>0.25</u>	0.01	1.50	0.018	0.001	0.035	0.150	45	
J	0.07	0.01	1.25	0.018	0.002	0.035	0.150	45	Nb: 0.020
K	0.07	0.01	1.80	0.018	0.001	0.035	0.150	45	Ca: 15ppm
L	0.05	0.01	1.80	0.018	0.001	0.035	0.150	45	Cu: 0.30

(注) 下線は本発明の範囲外であることを示す。

【0032】仕上圧延は、終了温度780～920℃の範囲で3.0mm厚まで圧延し、次いで、巻取温度相当の温度(300～700℃)まで冷却し、その温度で30分保持した後、炉冷した。表1において、鋼種A～E及びJ～Lは、本発明にて規定する化学成分を有する鋼であり、鋼種F～Iは、本発明にて規定する化学成分をもたない鋼である。

【0033】この後、JIS5号引張試験、穴拡張試験及び打ち抜き穴材の平面曲げ試験に供した。穴拡張率 $\lambda$ は試験片に直径10mmの打ち抜き穴をあけ、60°円錐パンチを用いて、クラックが板厚を貫通するまで押し伸ばしたときの穴径 $d_b$ と初期穴径 $d_i$ を用いて、次式により求めた。

$$\lambda = ((d_b - d_i) / d_i) \times 100 (\%)$$

【0034】また、化成処理性は、化成処理した後、電着塗装、中塗り及び上塗りを行ない、これについて塩水噴霧試験を1200時間行なった後、クロスカット部のふくれ幅で評価した。ビッカース硬さは、表面から深さ0.07mmの位置と表面から厚さの1/4の深さの位置でそれぞれ5点測定し、その平均値を採用した。測定荷重は100gfとした。

【0035】得られた結果を表2に示す。また、表2の結果のうち、機械的性質が外れている例を除いて、HV<sub>0.05</sub>/HV<sub>0.1</sub>とふくれ幅との関係を図1に示す。

【0036】

【表2】

	鋼種	HV <sub>s</sub>	HV <sub>a</sub>	HV <sub>s</sub> / HV <sub>a</sub>	引張強さ (N/mm <sup>2</sup> )	伸び (%)	λ (%)	引張強さ×λ (N/mm <sup>2</sup> ・%)	ふくれ幅 (mm)
発明例1	A	220	256	0.86	796	19	85	64476	0.5
発明例2	B	195	214	0.91	702	22	97	68098	0.7
発明例3	C	200	222	0.90	722	20	87	63011	0.9
発明例4	D	202	241	0.84	811	18	81	65691	0.6
発明例5	E	210	241	0.87	812	17	83	67396	0.7
発明例6	D	202	241	0.84	811	18	81	65691	0.4
発明例7	E	210	241	0.87	812	17	83	67396	0.8
発明例8	J	209	252	0.83	802	18	80	64160	0.5
発明例9	K	232	261	0.89	819	17	85	69615	0.5
発明例10	L	216	240	0.90	760	17	82	62320	0.4
比較例11	F	254	251	1.01	832	20	80	66560	2.5
比較例12	G	222	268	0.83	855	14	51	43605	2.7
比較例13	H	179	181	0.99	598	26	97	58006	0.5
比較例14	I	240	261	0.92	843	16	42	35406	1.0
比較例15	A	253	246	1.03	802	17	65	52130	2.0
比較例16	A	186	202	0.92	651	22	54	35154	0.9
比較例17	E	266	261	1.02	852	16	34	28968	1.8

【0037】表2に示す結果から、本発明による熱延鋼板は、640N/mm<sup>2</sup> 級以上の高強度を有し、しかも、伸びフランジ性、化成処理性共にすぐれていることが示される。これに対して、比較例による鋼板は、一つ以上の特性において劣っている。

【図面の簡単な説明】

【図1】は、表2に示す結果のうち、機械的性質が外れている例を除いて、HV<sub>s</sub>/HV<sub>a</sub>とふくれ幅との関係を示すグラフである。

【図1】

